

Fe对SmCo基高温永磁体微观结构及矫顽力的影响

巩劭廷 蒋成保 张天丽

(北京航空航天大学材料科学与工程学院 北京 100191)

摘要 制备了在 500 °C 下矫顽力为 7.59 kOe, 最大磁能积为 10.97 MGOe 的高温磁体, 研究发现, 在室温下, Fe 含量较高的 SmCo 基磁体矫顽力大, 而高温下 Fe 含量高的磁体矫顽力较小。对磁体的微观形貌、相组成及磁体胞壁胞内成分进行分析, 结果表明, 随 Fe 含量升高, 胞尺寸变大, 1:5H 相含量减少, 胞壁相中 Cu 含量及胞内相中 Fe 含量升高。Fe 和 Cu 元素在胞壁和胞内两相中含量的改变, 导致了室温及高温两相畴壁能差的改变, 从而引起了矫顽力的变化。

关键词 SmCo 磁体, Fe 含量, 矫顽力, 微观结构

中图分类号 TM273

文章编号 0412-1961(2017)×-××-×

Effect of Fe on Microstructure and Coercivity of SmCo-based Magnets

GONG Shaoting, JIANG Chengbao, ZHANG Tianli

School of Materials Science and Engineering, Beihang University, Beijing, 100191, China

Correspondent: ZHANG Tianli, associate professor, Tel: (010) 82316234, E-mail: tlzhang@buaa.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.51471016) and Natural Science Foundation of Beijing (No.2151002)

Manuscript received 2016-09-08, in revised form 2017-02-15

ABSTRACT High-temperature permanent magnets have an important application in the aerospace and other high-tech fields, among which 2:17-type SmCo magnets have become the first choice for high-temperature permanent magnets due to the strong magnetic anisotropy and high Curie temperature. Although there are studies on the effect of Fe on the remanence and coercivity, the role that Fe plays on coercivity mechanism of SmCo magnets is still unclear. In this work, $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_x\text{Cu}_{0.08-0.10}\text{Zr}_{0.03-0.033})_z$ ($x=0.10\sim0.16$, $z=6.90$ and 7.40) magnets are prepared and the magnetic properties under different temperature are investigated. The magnets with an

资助项目 国家自然科学基金项目 No. 51471016 和北京市自然科学基金项目 No. 2151002

收稿日期 2016-09-08 **定稿日期** 2017-02-15

作者简介 巩劭廷, 男, 1991 年生, 硕士

通讯作者 张天丽, tlzhang@buaa.edu.cn, 主要从事磁性功能材料与器件的研究

DOI 10.11900/0412.1961.2016.00402

intrinsic coercivity of 7.59 kOe and a maximum energy product of 10.97 MGOe at 500 °C are obtained. It is revealed that at room temperature the coercivity of the magnets increases with increasing Fe content, however, at 500 °C the coercivity shows an opposite dependency on Fe content. Moreover, the effect of Fe on coercivity is more obvious at low z value. The phase structure and composition analyses were characterized by XRD and TEM. The results show that with the increase of Fe content, the size of the 2:17R cell phase increases, the volume ratio of cell boundary 1:5H phase decreases, and furthermore, both Fe content in the 2:17R phase and Cu content in the 1:5H phase increase. The variation of Fe and Cu content in both phases leads to the change of the domain wall energy difference. With the increase of Cu content of 1:5H phase, the domain wall energy of 1:5H phase ($\gamma_{1:5}$) drops faster at room temperature, the coercivity is determined by $\gamma_{2:17}-\gamma_{1:5}$, so the coercivity increases with increasing Fe content. While at 500 °C, due to $\gamma_{1:5}$ at its Curie temperature, the coercivity is mainly determined by the domain wall energy of 2:17R phase ($\gamma_{2:17}$), which decreases with increasing Fe content. The increase of Fe content at the low z value results in a smaller growth of cell size, which leads to a more significant change in coercivity.

KEY WORDS SmCo magnet, Fe content, coercivity, microstructure

在航空航天等领域,高温永磁材料有着广阔的应用,微波管、磁轴承、陀螺仪、加速度计等器件都对永磁材料的高温性能提出了较高的要求^[1~6]。由于磁各向异性强、Curie 温度高、温度稳定性好、耐腐蚀性强等特点,2:17 型 SmCo 基永磁体成为较为理想的高温永磁材料^[7~10]。

2:17 型 SmCo 基永磁体具有胞状结构,胞内主相为富 Fe 的 Th₂Zn₁₇ 型菱方结构(2:17R),胞壁相为富 Cu 的 CaCu₅ 型六方结构(1:5H),片状的富 Zr 相垂直于 c 轴分布,并贯穿胞结构^[11,12]。永磁体的磁化强度主要由胞内相贡献,而由于富 Cu 胞壁相会对磁畴形成强烈钉扎,使永磁体呈现高矫顽力^[13~15]。目前,针对 Cu 含量对矫顽力的影响,已有较为系统的研究^[16~18],认为高的 Cu 含量会增大矫顽力,这是由于 Cu 导致 1:5H 相畴壁能降低,引起两相畴壁差的增大而引起的。Fe 对磁体性能的影响也很大,在之前的研究中^[19~21],虽然有很多关于 Fe 对磁体剩磁、矫顽力影响的分析,但未进行系统的讨论,所以 Fe 对 SmCo 基永磁体矫顽力(包括室温及高温)的作用机制尚不明确。高温矫顽力是决定磁体能否在高温下使用的关键性能,研究 Fe 对 SmCo 磁体矫顽力的作用机制对发展高温磁体有重要作用。

本工作对不同 Fe 含量的 SmCo 基永磁体的矫顽力进行了研究,确定了 Fe 含量对胞状结构尺寸及胞壁和胞内两相比比例、两相中成分分布的影响,并分析了 Fe 对室温及高温矫顽力的作用机制。

1 实验方法

采用电弧炉熔炼名义成分为 Sm(Co_{bal}Fe _{x} Cu_{0.08~0.10}Zr_{0.03~0.033}) _{z} ($x=0.10\sim0.16$, $z=6.90$ 和 7.40)的合金锭,考虑 Sm 熔点较低,增加 3% (质量分数)烧损。合金锭在粗破碎至过 180 μm 筛后,采用球磨的方式得到粒径

为 3~5 μm 的磁粉。磁粉经磁场取向成型和冷等静压后成为紧实的压坯,之后将其置于真空管式炉中,在 1190~1220 $^{\circ}\text{C}$ 的 Ar 气氛中烧结固溶。磁体的时效工艺为:在 800~820 $^{\circ}\text{C}$ 下保温 24 h,之后以 0.5 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 的冷速缓冷至 500 $^{\circ}\text{C}$,保温 10 h 后淬火。

样品的 200~550 $^{\circ}\text{C}$ 永磁性能是由最大磁场为 2000 kA/m 的 NIM-500C 型永磁材料高温测量系统完成,室温性能则是通过 PPMS-9 型综合物性测量系统(PPMS)进行测试。采用 D/MAX-2500 型 X 射线衍射仪(XRD)进行物相分析,采用 JEM-2100F 型透射电子显微镜(TEM)进行微观组织观察,并使用其附带的能谱仪(EDS)进行样品的成分分析。采用图像处理软件 Image-Pro 对微观组织形貌照片进行胞直径以及两相面积的测定,以确定胞尺寸和两相比例。

2 实验结果与讨论

对 $x=0.10\sim 0.16$ 、 $z=6.90$ 和 7.40 的 $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_x\text{Cu}_{0.08\sim 0.10}\text{Zr}_{0.03\sim 0.033})_z$ 高温永磁体进行了制备,通过调节固溶温度,获得了方形度较好的各成分磁体,并且分别在室温到 550 $^{\circ}\text{C}$ 进行了退磁曲线的测试。其中, $x=0.16$ 、 $z=6.90$ 的 SmCo 基永磁体样品的高温性能最好,在 500 $^{\circ}\text{C}$ 下其矫顽力可达 7.59 kOe,剩磁为 6.98 kGs,磁能积达 10.97 MGOe,其室温(RT)到 550 $^{\circ}\text{C}$ 的退磁曲线如图 1 所示,室温和 500 $^{\circ}\text{C}$ 的永磁性能如表 1 所示。

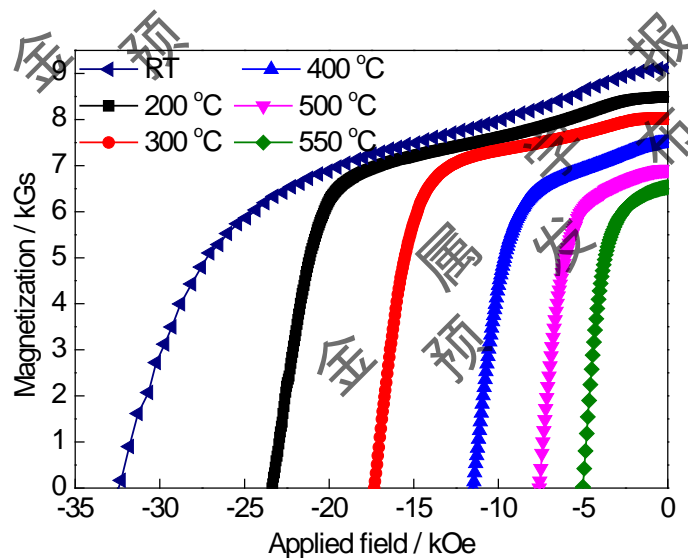


图 1 $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_x\text{Cu}_{0.08\sim 0.10}\text{Zr}_{0.03\sim 0.033})_z$ ($x=0.16$ 、 $z=6.90$) 永磁体在不同温度下的退磁曲线

Fig.1 Demagnetization curves of $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_x\text{Cu}_{0.08\sim 0.10}\text{Zr}_{0.03\sim 0.033})_z$ ($x=0.16$, $z=6.90$) magnets under different temperatures (RT—room temperature)

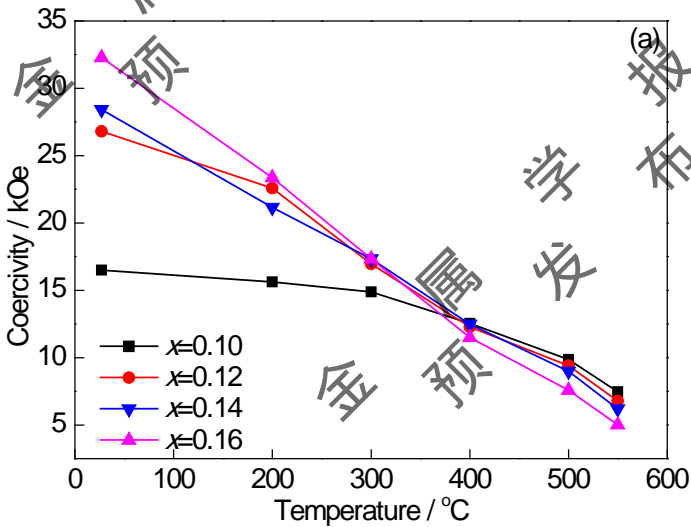
表 1 $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_x\text{Cu}_{0.08-0.10}\text{Zr}_{0.03-0.033})_z$ ($x=0.16$, $z=6.90$) 永磁体室温及 500 °C 下的永磁性能

Table 1 Permanent magnetic properties of $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_x\text{Cu}_{0.08-0.10}\text{Zr}_{0.03-0.033})_z$ ($x=0.16$, $z=6.90$) magnets at RT and 500 °C

Temperature	H_{cj} / kOe	B_{r} / kGs	$(BH)_{\text{m}}$ / MGOe
RT	32.44	9.06	21.16
500 °C	7.59	6.98	10.97

Note: H_{cj} —intrinsic coercivity, B_{r} —remanence, $(BH)_{\text{m}}$ —maximum magnetic energy product

图 2 为 $x=0.10\sim0.16$ 、 $z=6.90$ 和 7.40 的 SmCo 基永磁体的矫顽力随温度变化曲线。可以看出，随着温度的升高，所有磁体的矫顽力都会下降，但 Fe 含量较高的磁体矫顽力下降幅度更大，即 Fe 含量高的磁体矫顽力温度系数较大。在室温下，Fe 含量较高的磁体矫顽力更大，而在高温下则刚好相反。特别是，上述规律在 $z=6.90$ 时比 $z=7.40$ 时要更为明显。



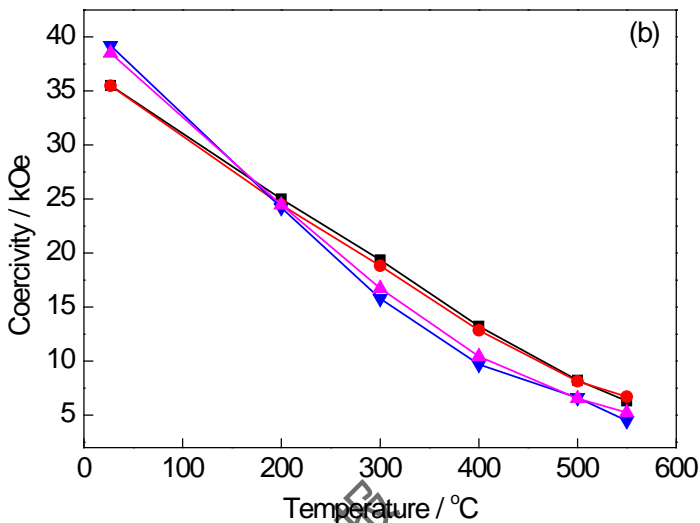


图 2 $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_x\text{Cu}_{0.08\sim0.10}\text{Zr}_{0.03\sim0.033})_z$ ($x=0.10\sim0.16$, $z=6.90$ 和 7.40) 永磁体矫顽力随温度变化曲线

Fig.2 Temperature dependence of intrinsic coercivity of $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_x\text{Cu}_{0.08\sim0.10}\text{Zr}_{0.03\sim0.033})_z$ magnets with $x=0.10\sim0.16$ and $z=6.90$ (a), $z=7.40$ (b)

图 3 为 $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_x\text{Cu}_{0.08\sim0.10}\text{Zr}_{0.03\sim0.033})_z$ ($x=0.10$ 和 0.16 , $z=6.90$ 和 7.40) 永磁体样品的 XRD 谱。可以看出, 4 种样品均是主要由 2:17R 相($\text{Th}_2\text{Zn}_{17}$)及 1:5H 相(CaCu_5)构成, 其中 2:17R 相的最强峰是(303), 位于 43.5° 附近, 1:5H 相的最强峰为(111)位于 42.7° 。取 $42.3^\circ\sim44^\circ$ 区间放大并进行分峰拟合, 结果如图 4 所示。通过对两相最强峰积分强度 I 的分析, 可以得到两相所占质量分数 $W^{(2)}$:

$$W_{1:5} = I_{1:5} / (I_{1:5} + I_{2:17} r(1:5) / r(2:17)) \quad (1)$$

$$W_{2:17} = 1 - W_{1:5} \quad (2)$$

式中, r 为比例系数, 是待测样品与刚玉标准样品按质量比 1: 1 混合后, 进行 XRD 测试, 所得二者的最强峰积分强度的比值。两相 r 值可以由 XRD 的 PDF 卡片查得。通过上述公式, 可以分别计算出 1:5H 相和 2:17R 相的质量分数, 如表 2 所示。可见, 随着 Fe 含量升高, 胞壁相比比例减小; 随着 z 增大, 1:5H 相比比例也减少。

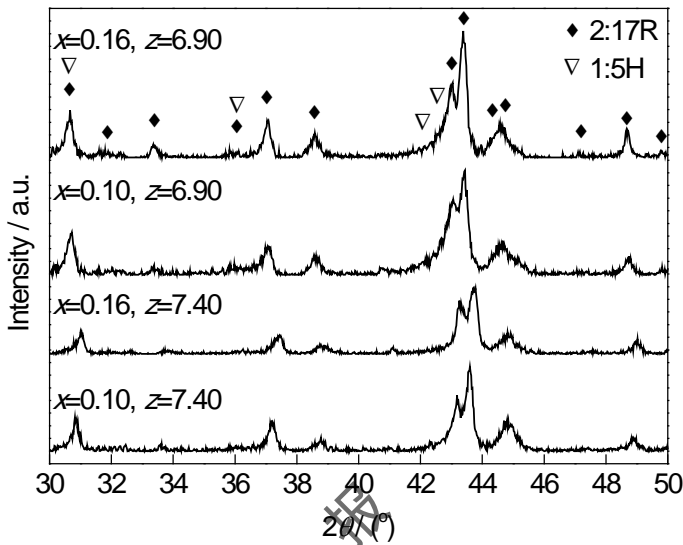


图 3 $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_x\text{Cu}_{0.08-0.10}\text{Zr}_{0.03-0.033})_z$ ($x=0.10$ 和 0.16 , $z=6.90$ 和 7.40) 永磁体样品的 XRD 谱
Fig.3 XRD spectra of $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_x\text{Cu}_{0.08-0.10}\text{Zr}_{0.03-0.033})_z$ ($x=0.10$ and 0.16 , $z=6.90$ and 7.40) magnets

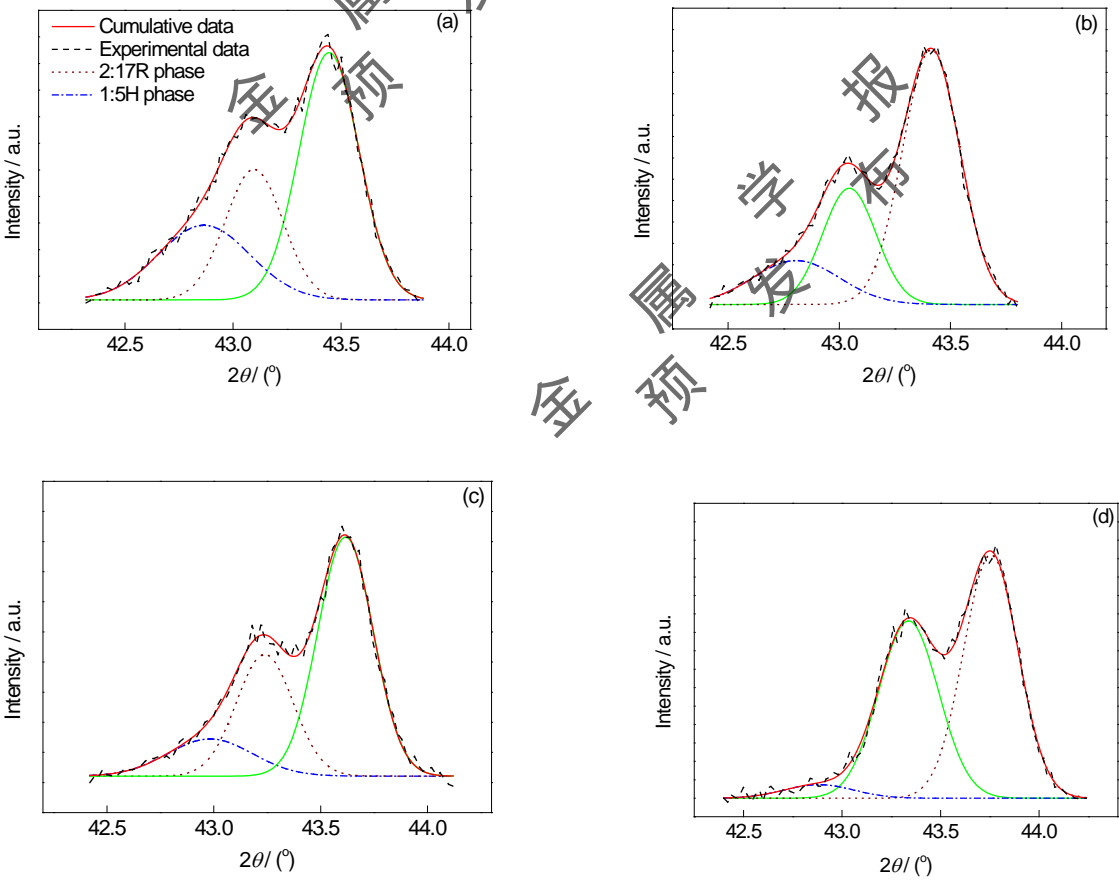


图 4 $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_x\text{Cu}_{0.08-0.10}\text{Zr}_{0.03-0.033})_z$ ($x=0.10$ 和 0.16 , $z=6.90$ 和 7.40) 永磁体 XRD 分峰拟合图谱
Fig.4 peak-differentiation-imitating XRD profiles of $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_x\text{Cu}_{0.08-0.10}\text{Zr}_{0.03-0.033})_z$ ($x=0.10$ and 0.16 , $z=6.90$ and 7.40) magnets

(a) $x=0.10, z=6.90$ (b) $x=0.16, z=6.90$ (c) $x=0.10, z=7.40$ (d) $x=0.16, z=7.40$

表 2 $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_x\text{Cu}_{0.08-0.10}\text{Zr}_{0.03-0.033})_z$ ($x=0.10$ 和 $0.16, z=6.90$ 和 7.40) 永磁体样品由 XRD 数据计算所得的 1:5H 相的质量分数及由 TEM 像计算所得胞尺寸和 1:5H 相体积分数

Table 2 Cell size and 1:5H phase volume fraction calculated from TEM images and 1:5H phase mass fraction calculated from the XRD data of $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_x\text{Cu}_{0.08-0.10}\text{Zr}_{0.03-0.033})_z$ ($x=0.10$ and $0.16, z=6.90$ and 7.40) magnets

Atomic fraction	Cell length nm	Cell width nm	Mass fraction of 1:5H phase	Volume fraction of 1:5H phase
$x=0.10, z=6.90$	82.83	63.69	0.23	0.38
$x=0.16, z=6.90$	109.96	77.05	0.15	0.29
$x=0.10, z=7.40$	105.08	85.76	0.15	0.32
$x=0.16, z=7.40$	185.95	144.46	0.05	0.19

图 5 为 $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_x\text{Cu}_{0.08-0.10}\text{Zr}_{0.03-0.033})_z$ ($x=0.10$ 和 $0.16, z=6.90$ 和 7.40) 样品的 TEM 像。可以看到，4 种样品都呈现了典型的胞状结构。根据已有研究^[1,11~13]可确定 SmCo 基永磁体胞状结构的胞内为 2:17R 相，胞壁为 1:5H 相。对图像进行统计分析，可以得到胞尺寸及两相比例分数，结果也列于表 2 中。可以看到，随着 Fe 含量的升高，胞尺寸增大，1:5H 相含量减少；随着 z 增大，胞尺寸也增大，1:5H 相含量减少。从表 2 还可以看出，由 XRD 谱和 TEM 像计算所得的 1:5H 相含量的变化趋势一致，可见，Fe 含量会影响两相比例，进而引起两相成分的变化，来影响矫顽力。

chinaXiv:201703.01080v1

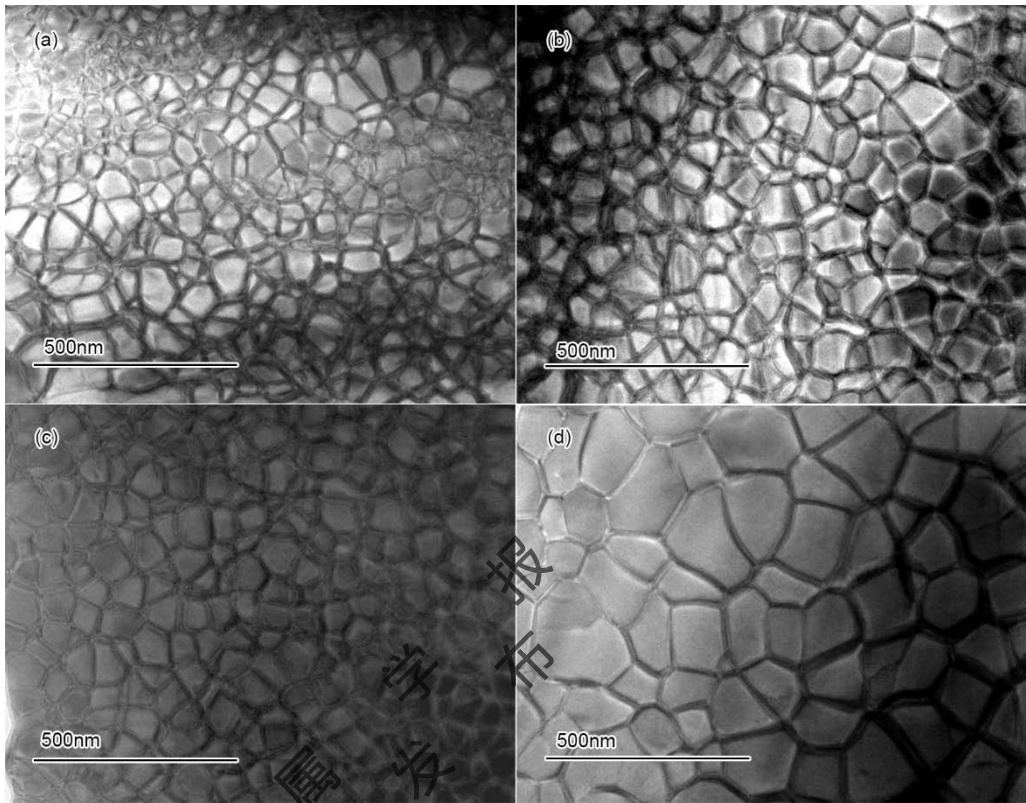
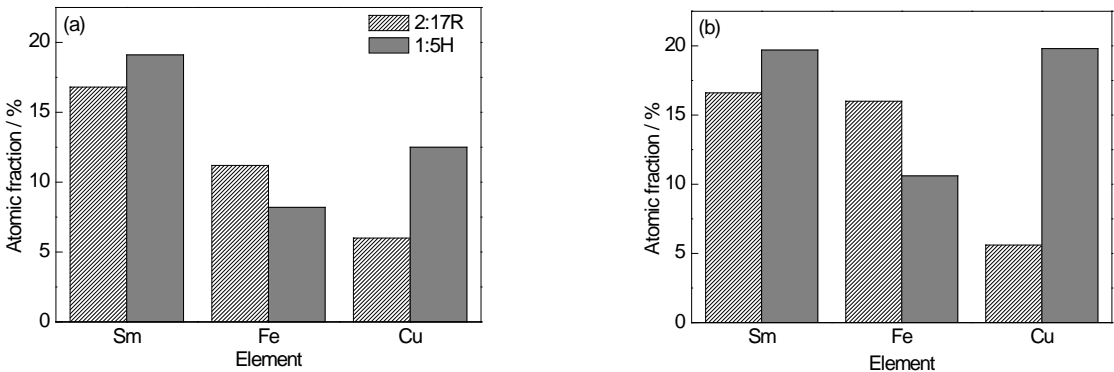


图 5 $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_x\text{Cu}_{0.08-0.10}\text{Zr}_{0.03-0.033})_z$ ($x=0.10$ 和 0.16 , $z=6.90$ 和 7.40) 永磁体的 TEM 像

Fig.5 TEM Images of $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_x\text{Cu}_{0.08-0.10}\text{Zr}_{0.03-0.033})_z$ ($x=0.10$ and 0.16 , $z=6.90$ and 7.40) magnets

(a) $x=0.10$, $z=6.90$ (b) $x=0.16$, $z=6.90$ (c) $x=0.10$, $z=7.40$ (d) $x=0.16$, $z=7.40$

图 6 为 $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_x\text{Cu}_{0.08-0.10}\text{Zr}_{0.03-0.033})_z$ ($x=0.10$ 和 0.16 , $z=6.90$ 和 7.40) 永磁体样品胞内胞壁两相的成分分析结果, 其中 Co 为基体, Zr 含量极少没有列出。可以看出, 相较而言, 2:17R 相中 Fe 含量较高, 而 1:5H 相中 Sm、Cu 含量较高。提高材料的 Fe 含量之后, 两相 Fe 含量差距变大, 也就是说, Fe 主要进入到 2:17R 相中, 并导致磁化强度升高。而 Cu 在调幅分解时, 由于 Cu 在 1:5H 相中的溶解度较大, 进入 SmCo_5 中的能量更低^[13], 故 Cu 在 1:5H 相中富集。而 Fe 含量的提高导致 1:5H 相的含量降低, 在 Cu 含量不变的情况下, 导致 1:5H 相中 Cu 含量提高。



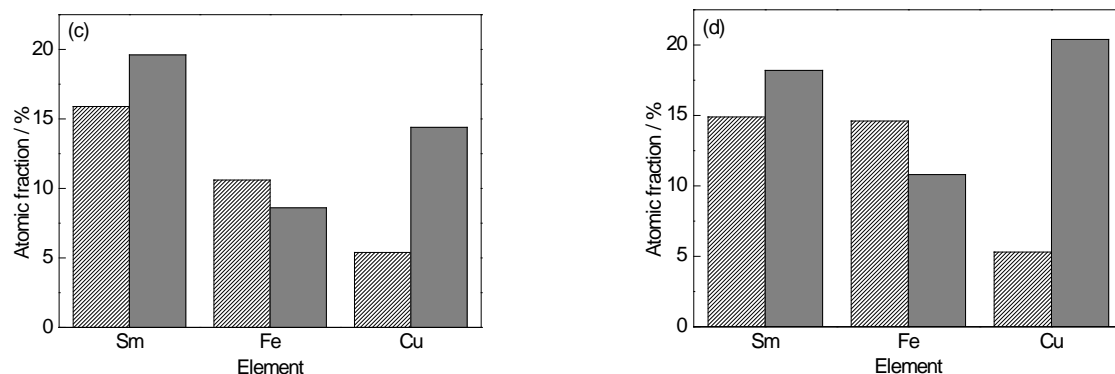


图 6 $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_x\text{Cu}_{0.08-0.10}\text{Zr}_{0.03-0.033})_z$ ($x=0.10$ 和 0.16 、 $z=6.90$ 和 7.40) 永磁体两相成分对比

Fig.6 Sm, Fe, Cu concentrations in 2:17R and 1:5H phase of $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_x\text{Cu}_{0.08-0.10}\text{Zr}_{0.03-0.033})_z$ ($x=0.10$ and 0.16 , $z=6.90$ and 7.40) magnets

(a) $x=0.10$, $z=6.90$ (b) $x=0.16$, $z=6.90$ (c) $x=0.10$, $z=7.40$ (d) $x=0.16$, $z=7.40$

研究^[23]认为, 2:17 型 SmCo 磁体的内禀矫顽力 H_{cj} 主要由 1:5H 相和 2:17R 相的畴壁能差 $\Delta\gamma$ 决定, 并满足以下关系:

$$H_{\text{cj}} \propto \Delta\gamma / M_s d \quad (3)$$

$$\Delta\gamma = \gamma_{2:17} - \gamma_{1:5} = c_1 \sqrt{A_{2:17} K_{2:17}} - c_2 \sqrt{A_{1:5} K_{1:5}} \quad (4)$$

式中, γ 为畴壁能密度, M_s 为饱和磁化强度, d 为胞的平均尺寸, A 为交换积分常数, K 为各向异性常数。

随着磁体 Fe 含量增加, 2:17R 相中 Fe 含量升高, 1:5H 相中 Cu 含量升高。对于 1:5H 相, 随着 Cu 含量增加, $\text{Sm}(\text{Co}, \text{Cu})_5$ 磁化强度下降, Curie 温度降低, 胞壁畴壁能快速降低^[24]。对于 2:17R 相, 由于 Fe 含量增加, $\text{Sm}_2(\text{Fe}, \text{Co})_{17}$ Curie 温度随之下降, 其各向异性也会略微降低, 故胞内相的畴壁能减小^[25,26]。

增加 SmCo 基永磁体的 Fe 含量后, 对于室温矫顽力, 由于 1:5H 相中的 Cu 含量明显提升, $\gamma_{1:5}$ 降低得更快, 故此时矫顽力由这一项所决定, 畴壁能差增大, 即在室温下, 随着材料 Fe 含量升高, 矫顽力增加。而当温度在 500°C 左右时, 由于 Cu 含量的升高, 1:5H 相已达 Curie 温度^[26], $\gamma_{1:5}$ 变为 0, 矫顽力由 $\gamma_{2:17}$ 决定, 而这时, 2:17R 相中 Fe 含量增加导致 $\gamma_{2:17}$ 降低, 所以畴壁能差也会减小, 也就是说, 高温下随着 Fe 含量的增加, SmCo 基永磁体的矫顽力降低。

如前所述, $z=6.90$ 时, 不同 Fe 含量样品的室温矫顽力差异很大; 而 $z=7.40$ 时, 不同 Fe 含量样品室温矫顽力差异较小。在室温下 $z=6.90$ 和 7.40 的样品, $\Delta\gamma$ 和 d 都会随着材料 Fe 含量增加而上升, 而室温矫顽力与 $\Delta\gamma$ 成正比, 与 d 成反比。在 $z=6.90$ 时, 随 Fe 含量增加, d 只有轻微增大, 故此时 d 对矫顽力的影响不大, 室温矫顽力随材料 Fe 含量增加而明显上升; 在 $z=7.40$ 时, $x=0.16$ 样品比 $x=0.10$ 样品的胞尺寸大很

多, 这时胞尺寸增大对矫顽力的不利作用不能忽略, 故而考虑 $\Delta\gamma$ 和 d 两方面因素, $z=7.40$ 样品的室温矫顽力只会轻微增加。

3 结论

(1) SmCo 基永磁体中 Fe 含量的增加会导致胞状结构尺寸增大, 1:5H 相比比例降低。

(2) SmCo 基永磁体中 Fe 含量的增加会导致 2:17R 相中 Fe 含量升高, 1:5H 相中 Cu 含量升高。

(3) 在室温下, 随着材料 Fe 含量的增加, 由于胞壁中 Cu 含量快速提高, 1:5H 相畴壁能迅速下降, 导致两相畴壁能差增大, 引起室温矫顽力升高; 在高温下, 1:5H 相达 Curie 温度, 矫顽力由 2:17R 相的畴壁能决定, 而 2:17R 相的畴壁能密度随材料 Fe 含量升高而减小, 故这时提高 Fe 含量, 矫顽力反而会降低。 $z=6.90$ 时, 材料 Fe 含量增加只会导致样品胞尺寸的轻微增大, 其对矫顽力的不利影响较小, 室温矫顽力随 Fe 含量上升而明显增大; $z=7.40$ 时, $x=0.16$ 样品比 $x=0.10$ 样品的胞尺寸大很多, 由于考虑胞尺寸明显增大对两相畴壁能差的抵消作用, 导致 Fe 含量升高对其室温矫顽力增加的作用较小。

参考文献

- [1] Gutfleisch O, Müller K H, Khlopkov K, et al. Evolution of magnetic domain structures and coercivity in high-performance SmCo 2:17-type permanent magnets [J]. Acta Mater., 2006, 54: 997
- [2] Gutfleisch O, Willard M A, Brück E, et al. Magnetic materials and devices for the 21st century: stronger, lighter, and more energy efficient [J]. Adv. Mater., 2011, 23: 821
- [3] Horiuchi Y, Hagiwara M, Okamoto K, et al. Effects of solution treated temperature on the structural and magnetic properties of iron-rich Sm(CoFeCuZr)_z sintered magnet [J]. IEEE Trans. Magn., 2013, 49: 3221
- [4] Zhang T L, Liu H Y, Liu J H, et al. 2: 17-type SmCo quasi-single-crystal high temperature magnets [J]. Appl. Phys. Lett., 2015, 106: 162403
- [5] Wang Q, Jiang C B. Study on SmCo permanent magnets under 350 °C moderate temperatures [J]. Acta. Metall. Sin., 2011, 47: 1605
(王 倩, 蒋成保. 350 °C 中温段 SmCo 永磁材料的研究 [J]. 金属学报, 2011, 47: 1605)
- [6] Guo Z H, Li W. Room- and high-temperature magnetic properties of Sm(Co_{bal}Fe_xCu_{0.088}Zr_{0.025})_{7.5} ($x=0\sim0.30$) sintered magnets [J]. Acta. Metall. Sin., 2002, 38: 866
(郭朝晖, 李 卫. Sm(Co_{bal}Fe_xCu_{0.088}Zr_{0.025})_{7.5} ($x=0\sim0.30$) 烧结永磁体的磁性及其高温特性 [J]. 金属学报, 2002, 38: 866)
- [7] Liu J F, Ding Y, Zhang Y, et al. New rare-earth permanent magnets with an intrinsic coercivity of 10 kOe at 500 °C [J]. J. Appl. Phys., 1999, 85: 5660

- [8] Panagiotopoulos I, Matthias T, Niarchos D, et al. Melt-spun $\text{Sm}(\text{Co}, \text{Fe}, \text{Cu}, \text{Zr})_z$ magnets for high-temperature applications [J]. *J. Magn. Magn. Mater.*, 2002, 242-245: 1304
- [9] Zhang T L, Liu H Y, Ma Z H, et al. Single crystal growth and magnetic properties of 2:17-type SmCo magnets [J]. *J. Alloys Compd.*, 2015, 637: 253
- [10] Wang G J, Zheng L, Jiang C B. Magnetic domain structure and temperature dependence of coercivity in $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0.1}\text{Cu}_{0.1}\text{Zr}_{0.033})_z$ ($z=6.8, 7.4$) magnets [J]. *J. Magn. Magn. Mater.*, 2013, 343: 173
- [11] Li L Y, Yi J H, Huang B Y, et al. Microstructure and magnetic properties of $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ -based high temperature permanent magnets [J]. *Acta Metall. Sin.*, 2005, 41: 791
- (李丽娅, 易健宏, 黄伯云等. $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 基高温稀土永磁材料的显微结构与磁性 [J]. 金属学报, 2005, 41: 791)
- [12] Kronmüller H, Goll D. Micromagnetic analysis of pinning-hardened nanostructured, nanocrystalline $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ based alloys [J]. *Scr. Mater.*, 2002, 47: 545
- [13] Xiong X Y, Ohkubo T, Koyama T, et al. The microstructure of sintered $\text{Sm}(\text{Co}_{0.72}\text{Fe}_{0.20}\text{Cu}_{0.055}\text{Zr}_{0.025})_{7.5}$ permanent magnet studied by atom probe [J]. *Acta Mater.*, 2004, 52: 737
- [14] Liu J F, Zhang Y, Hadjipanayis G C. High-temperature magnetic properties and microstructural analysis of $\text{Sm}(\text{Co}, \text{Fe}, \text{Cu}, \text{Zr})_z$ permanent magnets [J]. *J. Magn. Magn. Mater.*, 1999, 202: 69
- [15] Wang G J, Jiang C B. The coercivity and domain structure of $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0.1}\text{Cu}_x\text{Zr}_{0.033})_{6.9}$ ($x=0.07, 0.10, 0.13$) high temperature permanent magnets [J]. *J. Appl. Phys.*, 2012, 112: 033909
- [16] Liu J F, Chui T, Dimitrov D, et al. Abnormal temperature dependence of intrinsic coercivity in $\text{Sm}(\text{Co}, \text{Fe}, \text{Cu}, \text{Zr})_z$ powder materials [J]. *Appl. Phys. Lett.*, 1998, 73: 3007
- [17] Tang W, Zhang Y, Gabay A M, et al. Anomalous temperature dependence of coercivity in rare earth cobalt magnets [J]. *J. Magn. Magn. Mater.*, 2002, 242-245: 1335
- [18] Tang W, Zhang Y, Hadjipanayis G C, et al. Influence of Zr and Cu content on the microstructure and coercivity in $\text{Sm}(\text{Co}_{\text{bal}}\text{Fe}_{0.1}\text{Cu}_y\text{Zr}_x)_{8.5}$ magnets [J]. *J. Appl. Phys.*, 2000, 87: 5308
- [19] Chen C H, Walmer M S, Walmer M H. $\text{Sm}_2(\text{Co}, \text{Fe}, \text{Cu}, \text{Zr})_{17}$ magnets for use at temperature $\geq 400^\circ\text{C}$ [J]. *J. Appl. Phys.*, 1998, 83: 6706
- [20] Guo Z H, Pan W, Li W. $\text{Sm}(\text{Co}, \text{Fe}, \text{Cu}, \text{Zr})_z$ sintered magnets with a maximum operating temperature of 500°C [J]. *J. Magn. Magn. Mater.*, 2006, 303: e396
- [21] Liu J F, Ding Y, Hadjipanayis G C. Effect of iron on the high temperature magnetic properties and microstructure of $\text{Sm}(\text{Co}, \text{Fe}, \text{Cu}, \text{Zr})_z$ permanent magnets [J]. *J. Appl. Phys.*, 1999, 85: 1670

[22] Wang F Z. Modern Methods for Material Analysis [M]. Beijing: Beijing Institute of Technology Press, 2006: 74

(王富耻. 材料现代分析测试方法 [M]. 北京: 北京理工大学出版社, 2006: 74)

[23] Sun T D. A model on the coercivity of the hardened 2-17 rare earth-cobalt permanent magnets [J]. J. Appl. Phys., 1981, 52: 2532

[24] Lectard E, Allibert C H, Ballou R. Saturation magnetization and anisotropy fields in the $\text{Sm}(\text{Co}_{1-x}\text{Cu}_x)_5$ phases [J]. J. Appl. Phys., 1994, 75: 6277

[25] Miyazaki T, Takahashi M, Yang X B, et al. Formation of metastable compounds and magnetic properties in rapidly quenched $(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_5\text{Sm}$ and $(\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x)_7\text{Sm}_2$ alloy systems [J]. J. Appl. Phys., 1988, 64: 5974

[26] Goll D, Kronmüller H, Stadelmaier H H. Micromagnetism and the microstructure of high-temperature permanent magnets [J]. J. Appl. Phys., 2004, 96: 6534

金属学报
金属学报
金属学报
金属学报